

[Original document](#)

HARD SINTERED ALLOY HAVING GRADIENT COMPOSITIONAL STRUCTURE AND ITS MANUFACTURE

Patent number: JP4187739
Publication date: 1992-07-06
Inventor: KOBAYASHI MASAKI; SOBADA KAORU
Applicant: TOSHIBA TUNGALOY CO LTD
Classification:
- international: C22C29/00; C22C29/02; C22C29/16; C22C1/05; C22C29/00; C22C29/02; C22C1/05; (IPC1-7): C22C1/05; C22C29/00
- european:
Application number: JP19900316668 19901121
Priority number(s): JP19900316668 19901121

[View INPADOC patent family](#)

[Report a data error here](#)

Abstract of JP4187739

PURPOSE: To improve the wear resistance, plastic deformation resistance, toughness or the like of a sintered alloy by allowing diffusion elements to exist on the surface layer of a sintered alloy in such a manner that they are gradually reduced in the direction to the inner part and gradually increasing the relative concn. of a bonding phase and the average grain size of a hard phase in the surface layer in the direction to the inner part. **CONSTITUTION:** A sintered alloy is formed of 5 to 50vol.% bonding phase essentially consisting of an iron group and a hard phase essentially consisting of the carbides and nitrides of 4a, 5a and 6a group metals and mutual solid soln. therebetween. In the surface layer of 0.1 to 5mm from the surface of the above sintered alloy, at least one kind of diffusion elements among Cr, Mo, V, Ta, Al, Zr, Nb, Hf, W, Si, B, P and C are allowed to exist in such a manner that they are gradually reduced in the direction to the inner part. Furthermore, either or both of the relative concn. of the bonding phase and the average grain size of the hard phase are gradually increased or enlarged in the direction to the inner part. Because this hard sintered alloy having a gradient compositional structure is excellent in chipping resistance, the effect of a long service life can be obtd. when it is used for cutting tools and wear resistant tools.

Data supplied from the *esp@cenet* database - Worldwide

THIS PAGE BLANK (USPTO)

⑫ 公開特許公報(A) 平4-187739

⑤ Int. Cl.⁵C 22 C 29/00
1/05

識別記号

G

庁内整理番号

7047-4K
7619-4K

④ 公開 平成4年(1992)7月6日

審査請求 未請求 請求項の数 7 (全8頁)

⑥ 発明の名称 傾斜組成組織の硬質焼結合金及びその製造方法

⑦ 特 願 平2-316668

⑧ 出 願 平2(1990)11月21日

⑨ 発 明 者 小 林 正 樹 神奈川県川崎市幸区塚越1丁目7番地 東芝タンガロイ株式会社内

⑩ 発 明 者 蕎 麦 田 薫 神奈川県川崎市幸区塚越1丁目7番地 東芝タンガロイ株式会社内

⑪ 出 願 人 東芝タンガロイ株式会社 神奈川県川崎市幸区塚越1丁目7番地 社

明 細 書

1. 発明の名称

傾斜組成組織の硬質焼結合金及びその製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) 鉄族金属を主成分とする結合相5～50体積%と、残り周期律表4a, 5a, 6a族金属の炭化物、窒化物及びこれらの相互固溶体の中の少なくとも1種を主成分とする硬質相(但し、炭化タングステンを含む金属炭化物を主成分とする硬質相は、除く。)と不可避不純物とからなる焼結合金において、該焼結合金の表面の1部もしくは全面に亘る表面から0.1～5mmの内部までの表面層は、Cr, Mo, V, Ta, Al, Zr, Nb, Hf, W, Si, B, P, Cの中の少なくとも1種の拡散元素が表面から内部に向かって漸次減少し、かつ該結合相の相対濃度と該硬質相の平均粒径の一方もしくは両方が表面から内部に向かって漸次増加又は増大していることを特徴とする傾斜組成組織の硬質焼結合金。

(2) 上記焼結合金の表面から内部に向かって0.1

mmまでの表面層における上記拡散元素の平均的濃度(Cs)と、該内部における上記拡散元素の平均的濃度(Ci)との比が $Cs/Ci = 2.0$ 以上で、かつ該表面層における上記結合相の平均的濃度(bs)、上記硬質相の平均粒径(ds)と、該内部における上記結合相の平均的濃度(bi)、上記硬質相の平均粒径(di)との比が $bs/bi = 0.9$ 以下及び/又は $ds/di = 0.9$ 以下であることを特徴とする特許請求の範囲第1項記載の傾斜組成組織の硬質焼結合金。

(3) 上記焼結合金の表面から内部に向かって0.1mmまでの表面層における平均ビッカース硬さ(HVs)と、該内部における平均ビッカース硬さ(HVi)との比が $HVs/HVi = 1.20$ 以上であることを特徴とする特許請求の範囲第1項記載の傾斜組成組織の硬質焼結合金。

(4) 上記焼結合金の表面層における硬質相が周期律表4a, 5a, 6a族金属の炭化物、窒化物及びこれらの相互固溶体の中の少なくとも1種を芯部とし、該芯部を囲んだ外周部に上記拡散元素を固溶した有芯構造になっていることを特徴とする特許

請求の範囲第1項記載の傾斜組成組織の硬質焼結合金。

(5) 上記硬質相の芯部が炭化チタン又は炭窒化チタンからなり、かつ外周部に固溶する上記拡散元素がMo又はWからなることを特徴とする特許請求の範囲第4項記載の傾斜組成組織の硬質焼結合金。

(6) 鉄族金属を主成分とする粉末5～50体積%と、残り周期律表4a, 5a, 6a族金属の炭化物、窒化物及びこれらの相互固溶体の中の少なくとも1種を主成分とする粉末（但し、炭化タングステンを含む金属炭化物を主成分とする粉末のみの場合は除く。）とを粉砕混合して混合粉末を得る工程、該混合粉末を所定の形状に加圧成形して粉末成形体を得る工程、Cr, Mo, V, Ta, Al, Zr, Nb, Hf, W, Si, B, P, Cの中の少なくとも1種の拡散元素を含む金属、合金、化合物の固体物質を該粉末成形体に接触させて真空又は非酸化性雰囲気中で1250～1550℃に加熱するか、もしくは該拡散元素を含むガス雰囲気中で1250～1550℃に加熱する

工程とからなることを特徴とする傾斜組成組織の硬質焼結合金の製造方法。

(7) 上記混合粉末がCo及び/又はNiと、炭化チタンもしくは炭窒化チタンと、炭化タンタル、炭化ニオブ、炭化バナジウム、炭化タングステン、窒化チタンの中の少なくとも1種とからなり、かつ上記固体物質がモリブデンあるいは炭化モリブデンの粉末からなることを特徴とする特許請求の範囲第6項記載の傾斜組成組織の硬質焼結合金の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は、旋削工具、フライス工具、ドリル、エンドミルなどの切削工具、ダイ、パンチ、スリッター、ライナー、攪拌棒などの耐摩耗工具、カッタービットなどの土木建設工具又は化学薬品用ノズル、時計外装部品などの耐腐蝕性工具に代表される各種の工具もしくは工具部品として適する傾斜組成組織の硬質焼結合金及びその製造方法に関するものである。

(従来の技術)

炭化チタン又は窒化チタンを主成分とする硬質相とCo及び/又はNiを主成分とする結合相とからなっている焼結合金は、各種の工具に使用されており、その工具の用途に応じて硬質相の粒度及び種類、結合相量、添加物の種類及び量などを調整し、耐摩耗性と靱性のバランスを保持させている。しかし、焼結合金の耐摩耗性と靱性は、一方を向上させると他方が低下するという二律背反的な傾向にあることから、両方を同時に改善することは非常に困難な問題である。

この問題を解決しようとしたものに、焼結合金の表面近傍と内部との組成組織を異なるようにした合金があり、その代表的なものとして特開昭54-139815号公報、特開平2-15139号公報及び特開平2-93036号公報で提案されている。

(発明が解決しようとする課題)

焼結合金の表面近傍と内部との組成組織を異なるようにした先行技術の内、特開昭54-139815号公報に開示の焼結合金は、表面から最大深さ1

mmまでの内部に向かって連続的に低くなる硬さ分布を有し、しかも内部硬さに対して表面硬さが5～30%高い硬質表層をもつ合金である。この同公報に開示の焼結合金の硬質表層は、液相出現温度以下での浸炭雰囲気処理と真空焼結とにより形成させたもので、単なる硬質表層の硬質相中の結合炭素量により生じた硬さ分布であることから、耐摩耗性と靱性の両方を高めるという効果が弱く、結局用途範囲が限定されるという問題がある。

また、特開平2-15139号公報には、合金の表面から1000μmまでの表面部を内部より高靱性、高硬度にしたTiCN基サーメットが開示されており、特開平2-93036号公報には、焼結合金の表面から50μmまでの表面部の間にビッカース硬度2000以上の部分を存在させたTiCN基サーメットが開示されている。これらの両公報に開示されているTiCN基サーメットの表面部は、液相出現の温度以上から最高の焼結温度到達以前に炉内にN₂ガスを導入し、最高の焼結温度に到達後に炉内圧力を低下させることにより形成させたもので、表面近

傍の硬質相中の窒化物生成と結合相量の減少により形成させたものである。

これらの両公報のTiCN基サーメットは、表面部の靱性が改善されるものの未だ耐欠損性及び耐塑性変形性が不十分であり、耐摩耗性と同時にこれらの特性を全て向上させることが困難で、実用上用途が限定されるという問題がある。

本発明は、上述のような問題点を解決したもので、具体的には、焼結合金の表面から0.1～5mmの内部までの表面層に拡散元素を漸次減少させるように存在させ、かつ表面層中の結合相の相対濃度と硬質相の平均粒径の一方もしくは両方を漸次増加及び／又は増大させることにより、耐摩耗性、耐塑性変形性、靱性、耐腐蝕性、耐酸化性及び高温での耐摩耗性、耐欠損性にすぐれる傾斜組成組織を有する硬質焼結合金の提供を目的とするものである。

(課題を解決するための手段)

本発明者は、従来の焼結合金が耐摩耗性を向上させると靱性が低下し、靱性を向上させると耐

摩耗性が低下するという問題について検討していた所、焼結合金の製造工程の内、粉末成形体の焼結時に、拡散が容易で、かつ表面層を硬化させ得る元素を或る表面領域に亘り傾斜をもたせて拡散させ、しかも表面層における結合相濃度及び／又は硬質相の平均粒径の分布を制御して表面層をさらに硬化すると、焼結合金自体の耐摩耗性、靱性及び耐塑性変形性が顕著に向上するという知見を得たものである。この知見に基づいて、本発明を完成するに至ったものである。

すなわち、本発明の傾斜組成組織の硬質焼結合金は、鉄族金属を主成分とする結合相5～50体積%と、残り周期律表4a, 5a, 6a族金属の炭化物、窒化物及びこれらの相互固溶体の中の少なくとも1種を主成分とする硬質相(但し、炭化タングステンを含む金属炭化物を主成分とする硬質相は、除く。)と不可避不純物とからなる焼結合金であって、その表面の1部もしくは全面に亘る表面から0.1～5mmの内部までの表面層は、Cr, Mo, V, Ta, Al, Zr, Nb, Hf, W, Si, B, P, Cの中の少

なくとも1種の拡散元素が表面から内部に向かって漸次減少し、かつ該結合相の相対濃度と該硬質相の平均粒径の一方もしくは両方が表面から内部に向かって漸次増加又は増大していることを特徴とするものである。

この本発明の傾斜組成組織の硬質焼結合金における結合相は、Co, Ni, Feの少なくとも1種又はこれらの相互合金からなる場合、もしくは結合相中の50体積%以上がCo, Ni, Feの少なくとも1種で、残りが、例えばTi, Nb, Cr, Mo, V, Al, Cu, Mnからなる場合である。この内、Co及び／又はNiに10体積%以下のTi, V, Cr, Mo, Alの少なくとも1種とからなる合金の結合相が好ましいことである。

この結合相の他に本発明の硬質焼結合金を構成している硬質相は、周期律表4a, 5a, 6a族金属の炭化物、窒化物及びこれらの相互固溶体の中の少なくとも1種を主成分とする硬質相(但し、炭化タングステンを含む金属炭化物を主成分とする場合は除く。)からなり、これらの硬質相は、不可避

不純物程度に含有した酸素でもって、炭酸化合物、窒酸化合物、炭窒酸化合物として混在している場合もある。これらの硬質相は、芯部と芯部を囲んでなる外周部とからなり、芯部と外周部とにおける金属元素及び／又は非金属元素の種類又は含有量が異なる有芯構造になっている場合もある。

この本発明の硬質焼結合金を構成している表面層は、その部分に、硬質相及び／又は結合相に固溶する拡散元素を存在させることにより、内部に比べて硬化させ、その結果焼結合金自体の耐摩耗性を高めたもので、その厚さが0.1mm未満では耐摩耗性の向上が弱く、逆に5mmを超えて厚くなると靱性の低下及び製造上の困難性を伴うことから、0.1～5mmと定めたものである。

この表面層中に存在させる拡散元素は、表面層中の結合相に固溶した、例えばCo-Cr, Ni-Mo, Ni-Cr, Co-V, Ni-V, Co-Zr, Co-Tiのような状態で存在し、場合によっては結合相中に、例えばCo₃Si, CoTi₃, Ni₃Al, Ni₃P, AlTi₃のような金属間化合物の状態で存在し、あるいは表面

層中の硬質相に固溶し、例えば (Ti, Mo)C.

(Ti, Mo)CN, (V, W)C, (Ti, W)C, (Ta, W)C のような硬質相の構造で存在するものである。これらの拡散元素の内、Cr, B, Al, Si, P は、主として結合相に固溶し V, Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, W は主として硬質相に固溶して、表面層を硬化すると共に、表面層中の結合相量を減少させる作用によりさらに硬さを向上させる。また、拡散元素の内、Mo, W, C, N は、表面層を硬化させると共に、表面層中の硬質相の粒子成長を抑制させる効果がある。

さらに、拡散元素の内、W, Mo は、硬質相の粒子成長抑制効果が大きいこと及び硬さ向上が大きいことから特に好ましいことである。

この表面層中に存在する硬質相は、周期律表 4a, 5a, 6a 族金属の炭化物、窒化物及びこれらの相互固溶体の中の少なくとも 1 種を芯部とし、該芯部を囲んだ外周部に上記拡散元素を固溶した有芯構造になっていることが好ましく、特に、この硬質相の芯部が炭化チタン又は炭窒化チタンからなり、かつ外周部に固溶する上記拡散元素が Mo 又は

W からなる場合が好ましいものである。

特に、表面層中における拡散元素の濃度、硬質相の粒径、結合相濃度については、焼結合金の表面から内部に向かって 0.1 mm までの表面層における拡散元素の平均的濃度 (C_s) と内部における拡散元素の平均的濃度 (C_i) との比が $C_s/C_i = 2.0$ 以上で、かつ該表面層における結合相の平均的濃度 (b_s)、硬質相の平均粒径 (d_s) と、内部における結合相の平均的濃度 (b_i)、硬質相の平均粒径 (d_i) との比が $b_s/b_i = 0.9$ 以下及び/又は $d_s/d_i = 0.9$ 以下であることが耐摩耗性と靱性の両方を高めるのに好ましいことである。

さらに、この表面層における硬さについては、焼結合金の表面から内部に向かって 0.1 mm までの平均ビッカース硬さ (HV_s) と、内部における平均ビッカース硬さ (HV_i) との比が $HV_s/HV_i = 1.20$ 以上であることが好ましいことである。

本発明の傾斜組成組織の硬質焼結合金は、粉末圧粉体の焼結時又は焼結後にその表面から拡散元素を拡散させればよく、その方法としては、例え

ば拡散させようとする拡散元素の含有した固体、液体又は気体から拡散させるという方法があるけれども、特に次の方法で行うと表面層の厚さ及び拡散元素の傾斜度合いなどの制御が容易で好ましいことである。

すなわち、本発明の傾斜組成組織の硬質焼結合金の製造方法は、鉄族金属を主成分とする粉末 5～50 体積 % と、残り周期律表 4a, 5a, 6a 族金属の炭化物、窒化物及びこれらの相互固溶体の中の少なくとも 1 種を主成分とする粉末とを粉碎混合して混合粉末を得る工程、該混合粉末を所定の形状に加圧成形して粉末成形体を得る工程、拡散元素を含む金属、合金、化合物の固体物質を粉末成形体に接触させて、真空又は非酸化性雰囲気中で 1250～1600℃ に加熱するか、もしくは拡散元素を含むガス雰囲気中で 1250～1600℃ に加熱する工程とからなることを特徴とする方法である。この方法における工程の内、拡散元素を含む固体物質を粉末成形体に接触させるとは、例えば粉末の固体物質を粉末成形体表面に一体化成形する方法、粉末成

形体の表面に塗付する方法、又は粉末の固体物質を塗付した焼結用板体に粉末成形体を載置させる方法、もしくは固体物質中に粉末成形体を埋設させる方法を挙げることができる。また、固体物質としては、拡散元素の含有した金属や合金の他に、例えば Mo_3C , Cr_3C_2 , VC, WC, Al_2O_3 , WB, MoB, NbN などの化合物を用いることができ、特に周期律表 4a, 5a, 6a 族金属の拡散元素からなる場合には、その炭化物を固体物質として用いると結合相への固溶が低温から起るため拡散効果が大きく、また表面層中での硬質相中の炭素量が低下し難いので好ましいことである。

表面層中の拡散元素の量又は表面層の厚さは、粉末成形体に接触させる固体物質の量によっても調整することができるけれども、結合相中での拡散元素の拡散係数、焼結のための加熱温度、保持時間によって制御するのが好ましいことである。

また、拡散元素を含むガス雰囲気によって拡散元素を焼結合金の表面に拡散させる場合は、例えば $VOCl_2$, CrO_2Cl_2 , $NbOCl_2$, MoF_6 , $TaCl_5$.

BC₂, Al₂C₃, SiC₂, PC₂, などの塩化物又は酸塩化物と、H₂及びCH₄の混合気体ガス雰囲気中で行うのが好ましいことである。

(作用)

本発明の傾斜組成組織の硬質焼結合金は、主として表面層が耐摩耗性及び耐塑性変形性を高め、内部が靱性を高める作用をし、表面層中の拡散元素と、結合相の相対濃度及び／又は硬質相の平均粒径との相乗効果でもって表面層を硬化する作用をし、拡散元素の内、V, Cr, Mo, C, B,

Al, Si, P の場合は、液相出現温度を低下させる作用をし、その結果焼結(加熱)時に表面で優先的に液相が出現し、この液相が毛細管現象でもって、内部に向かって急激に移動し、表面部の結合相量を減少させる作用をし、Cr, B, Al, Si, P の場合は結合相に固溶分散し、V, Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, W は硬質相に固溶して表面層を効果させる作用をし、Mo, W の拡散元素の場合は、焼結時に硬質相粒子の成長を抑制する作用をし、その結果表面層の硬質相粒径を内部よりも微細にするとい

う作用をしているものである。

(実施例)

市販の平均粒径が 0.2 μm と 1.5 μm の TiC 粉末、1.5 μm の TiC_{0.7}Mo_{0.3}粉末、1.5 μm のカーボニルNi粉末、1.2 μm の Co 粉末、1.1 μm の TiC/WC/TaC = 50/20/30 の固溶体粉末及び 1 ~ 2 μm の VC, Mo₂C, ZrC, NbC, Cr₃C₂, TaC, WC, TiN, TiH₂ 粉末をそれぞれ第1表に示す配合組成に秤量配合し、超硬合金製のポットにアセトン溶媒、超硬合金製ボールとともに装入して48Hr混合粉砕した。乾燥後80℃に加熱しながら3.0 wt%のパラフィンワックスを添加混合し、混合粉末を得た。

次に20φのプレスモールドを使用し、その下ピンのプレス面にMo₂C, VC, WC, TaC, Al₂C₃の各粉末もしくはこれらの混合粉末からなる第1表の拡散元素粉末を均一に敷き、その後この下ピンをモールドにセットし、第1表の配合組成の各混合粉末を充填して1 ton/cm²の圧力で加圧することにより下面に各拡散元素の薄膜が一体化成形され

た20φ×25mmの成形体を作製した。得られた成形体をカーボン粉末を敷いたカーボン板に置き、真空炉に装入して約10⁻²Torrの雰囲気中、所定の温度、時間条件で焼結し、本発明品1~10を得た。

また、第1表に示す配合組成の各混合粉末を用いて、20φ×25mmの成形体を作製し、この片面にパラフィンワックスとヘキサンの混液にMo₂C粉末あるいはNbC粉末を所定量塗付した後、同様に真空中焼結し、本発明品11, 12を得た。一方、成形体をAl₂O₃粉末とCr₃C₂あるいはB₄C粉末との混合粉末中に埋設し、真空焼結して本発明品13, 14を得た。

さらに第1表の配合組成の混合粉末の成形体をAr-10vol% H₂-0.5 vol% MoF₆からなる混合ガス中で焼結し、本発明品15を得た。

以上の条件によって作製された円柱状の焼結体(約20φ×20mm)を切断し表面層と内部について、拡散元素の濃度、結合相量、硬質相粒径及びビッカース硬さを測定した。結果を拡散処理を施していない通常焼結の焼結合金と比較して第2表

に示した。また、本発明品1の表面から内部に向っての拡散元素濃度、結合相Ni量、硬質相粒径、ビッカース硬さの分布の実測値を第1図及び第2図に示した。

以下余白

第 1 表

試料番号	配 合 組 成 (wt%)	拡散元素及びその処理方法	焼結条件温度 (℃) - 時間 (分)	表面層厚み (mm)
本 発 明 品	1 58TiC(1.5μm)-2Mo ₂ C-10Ni-3TiH ₂	5mg/cm ² Mo ₂ C 粉加圧	1420-60	1.0
	2 77TiC(1.5μm)-2Mo ₂ C-18Ni-3TiH ₂	5mg/cm ² Mo ₂ C 粉加圧	1420-120	1.5
	3 85TiCo ₇ Ni ₃ -7VC-18Ni	5mg/cm ² Mo ₂ C 粉加圧	1450-60	1.7
	4 77TiC(1.5μm)-3Cr ₂ C ₃ -17Ni-3TiH ₂	10mg/cm ² VC/WC=50/50 粉加圧	1420-120	0.8
	5 58TiC(1.5μm)-2ONbC-2Mo ₂ C-17Ni-3TiH ₂	10mg/cm ² WC 粉加圧	1420-120	0.3
	6 50TiC(1.5μm)-15TiN-10WC-10TaC-15Ni	10mg/cm ² Mo ₂ C/Al ₂ C ₃ =70/30 粉加圧	1450-60	1.1
	7 59TiC(0.2μm)-10TiN-10WC-20Ni-12Zr	10mg/cm ² Mo ₂ C/TaC=50/50 粉加圧	1400-60	1.4
	8 85T* -7Ni-8Co	5mg/cm ² Mo ₂ C 粉加圧	1400-60	1.5
	9 80TiN-2Mo ₂ C-18Ni	5mg/cm ² VC 粉加圧	1480-60	0.7
	10 80NbC-15Ni	10mg/cm ² WC 粉加圧	1400-60	0.2
	11 50TiC(1.5μm)-15TiN-10WC-10TaC-15Ni	5mg/cm ² Mo ₂ C 粉塗付	1450-60	0.9
	12 85TiCo ₇ Ni ₃ -7VC-18Ni	5mg/cm ² NbC粉塗付	1450-60	0.2
	13 85TiCo ₇ Ni ₃ -7VC-18Ni	Al ₂ O ₃ /Cr ₂ C ₃ 粉埋設	1450-60	1.5
	14 85TiCo ₇ Ni ₃ -7VC-18Ni	Al ₂ O ₃ /B ₄ C 粉埋設	1450-60	2.7
	15 85T* -7Ni-8Co	MoF ₆ ガス中	1400-60	0.8

* Tは、TiC/WC/TaC=50/20/30 (wt%) 固溶体1.1μm粉末を示す。

第 2 表

試料番号	表 面 層 と 内 部 の 比 較											
	拡散元素濃度 (wt%)			結合相濃度 (wt%)			硬質相粒径 (μm)			ピッカース硬さ		
	c _s	c _i	c _s /c _i	b _s	b _i	b _s /b _i	d _s	d _i	d _s /d _i	HV _s	HV _i	HV _s /HV _i
本 発 明 品	1 14.2	1.9	7.5	7.2	9.7	0.74	2.7	4.8	0.56	2210	1720	1.28
	2 13.4	2.0	6.7	12.1	17.7	0.68	1.5	3.4	0.44	1850	1470	1.26
	3 8.1	<0.1	>81	10.9	17.4	0.63	1.8	3.0	0.60	1940	1520	1.28
	4 11.1	<0.1	>111	13.5	16.9	0.80	2.1	4.1	0.51	2140	1470	1.46
	5 17.2	<0.1	>172	12.7	16.7	0.76	2.3	2.6	0.88	1810	1510	1.20
	6 8.9	1.1	8.1	10.1	15.0	0.67	1.5	1.8	0.83	1960	1540	1.27
	7 7.4	<0.1	>74	15.3	19.5	0.78	0.7	0.9	0.77	1790	1400	1.28
	8 10.3	<0.1	>103	12.1	14.7	0.83	1.7	2.1	0.81	1890	1530	1.23
	9 19.4	<0.1	>194	13.5	17.4	0.78	2.1	2.5	0.84	1580	1240	1.27
	10 9.7	0.8	12.1	11.2	14.7	0.76	2.4	3.1	0.77	1820	1370	1.33
	11 12.1	<0.1	>121	10.0	14.8	0.68	1.6	2.0	0.80	1940	1500	1.29
	12 21.5	<0.1	>215	11.4	17.6	0.65	2.4	2.9	0.83	1810	1480	1.22
	13 4.1	0.3	13.7	14.2	18.0	0.79	3.2	2.8	1.14	1910	1520	1.26
	14 2.4	<0.1	>24	14.7	17.9	0.82	2.8	2.7	1.03	1870	1550	1.21
	15 11.8	<0.1	>118	12.2	14.9	0.82	1.8	3.2	0.56	1800	1450	1.24
比較品	1 —	—	—	8.9	9.8	0.91	1.8	1.6	1.12	1720	1570	1.10
	2 —	—	—	13.5	15.4	0.88	1.4	1.3	1.08	1610	1480	1.09
	3 —	—	—	7.1	8.5	0.84	1.2	1.2	1.00	1830	1610	1.13

比較品1は、市販のTiC-Mo-Ni系サーメット

比較品2は、市販のTiC-TiN-WC-TaC-Mo₂C-Ni-Co系サーメット

比較品3は、市販のTiN-WC-TaC-Ni-Co系サーメット

第2表中に示した各因子の測定は、

拡散元素の濃度：EPMA分析により、表面より0.1 mmまでの平均濃度Csと内部での値Ciを測定した。

結合相量：EPMA分析により、表面より0.1 mmまでの平均濃度bsと内部での値biを測定した。

WC粒径：SEMの組成像から、表面より0.1 mmまでの平均粒径dsと内部の粒径diを算出(Fulmanの式)した。

ビッカース硬さ：微小硬度計を用い荷重200gにて、表面より0.1 mmまでのビッカース硬さHVsと内部の硬さHViを測定した。

て、ISO規格SNMNI20408(掘削面の取り代0.05 mm)チップを製作し、これらを旋盤を使用して、第4表に示す切削条件で耐摩耗性試験(A)と耐欠損性試験(B)を行った。

以下余白

次に、本発明品の実用試験結果について述べる。

まず、第2表中の本発明品11と比較品2を用いて、外径10mm、切刃部長さ60mm、柄部30mmのソリッドドリルを製作し、炭素鋼S48Cの板材(厚み30 mm)を使用して、切削速度100m/min、送り速度0.1~0.3 mm/revの条件で穴明けテストを実施した。200穴加工後のコーナー部摩耗量を第3表に示す。

第3表

送り量 試料	0.1mm/rev	0.2mm/rev	0.3mm/rev
本発明品11	0.22mm	0.24mm	0.31mm
比較品2	0.30mm	0.56mm 180穴位からビビリ	95穴位で折損

この結果から明らかなように本発明品は外周切刃部の耐摩耗性にすぐれると同時に軸中心の靱性が高いため折損しにくいものである。

次に、第2表中の本発明品1と比較品1を用い

第4表

試験の種類	被削材	速度(m/min)	送り(mm/rev)	切込み(mm)	面
(A) 耐摩耗性試験	S48C	150	0.3	1.5	30分切削後の摩耗量
(B) 耐欠損性試験	S48C(4人演人)	100	0.1より増加	1.5	欠損又はチップビビリ時の送り

第4表の条件で行った結果を第5表に示した。

第5表

試料番号	(A) 耐摩耗性試験
本発明品 I	平均逃げ面摩耗量 (V_B) = 0.21mm、 コーナR部塑性変形無し
比較品 I	平均逃げ面摩耗量 (V_B) = 0.26mm、 コーナR部塑性変形 = 0.03mm
試料番号	(B) 耐欠損性試験
本発明品 I	0.20の送り時に欠損
比較品 I	0.20の送り時に欠損

(発明の効果)

本発明の傾斜組成組織の硬質焼結合金は、耐摩耗性がすぐれると同時に、靱性、耐衝撃性及び耐塑性変形性にすぐれることから耐欠損性、耐破損性にもすぐれるもので、その結果切削工具、耐摩耗工具又は工具部品として用いると高寿命になるという効果があること、特にドリルやカッター用部品のような回転工具として用いると従来の焼

結合金に比較して高寿命化が顕著である。

4. 図面の簡単な説明

第1図は、実施例の本発明品2の表面から内部における結合相濃度、拡散元素であるMo濃度の分布状態を表わす曲線図である。

第2図は、実施例の本発明品2の表面から内部における硬質相の平均粒径、ピッカース硬さの分布状態を表わす曲線図である。

図中、1：結合相濃度曲線

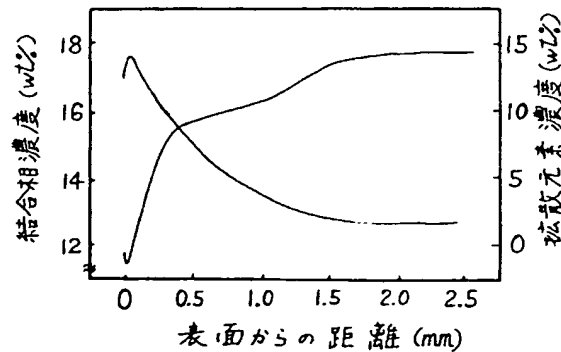
2：Mo拡散元素の濃度曲線

3：硬質相の平均粒径

4：ピッカース硬さ

特許出願人 東芝タンガロイ株式会社

第1図



第2図

